

**Production of constant velocity joint for automobiles, involves rolling or forging an alloy**

**Patent number:** DE19950264      **Also published as:**  
**Publication date:** 2001-04-19       US6123785 (A)  
**Inventor:** IGUCHI MAKOTO (JP); NISHIKAWA MOTOHIRO (JP);  
SAGA MASAYOSHI (JP)       GB2355271 (A)  
**Applicant:** SANYO SPECIAL STEEL CO LTD (JP);; HONDA  
MOTOR CO LTD (JP)  
**Classification:**  
- **international:** C22C38/22; C21D1/42; F16D3/24  
- **european:** C21D1/32; C21D9/00P; C22C38/22; C22C38/28;  
C22C38/32  
**Application number:** DE19991050264 19991018  
**Priority number(s):** DE19991050264 19991018; GB19990024052  
19991011; US19990418577 19991015

**Report a data error here****Abstract of DE19950264**

A constant velocity joint is produced by rolling or forging an alloy comprising (wt.%) carbon (0.52-0.6), silicon (0.03-0.15), manganese (0.1-0.4), chromium (0.05-0.3), molybdenum (0.1-0.3), sulfur (0.003-0.02 boron (0.0005-0.005), titanium (0.02-0.05), nitrogen (>0.01), aluminum (0.005-0.05), and manganese+chromium+molybdenum (0.35-0.8) with balance of iron. Production of a constant velocity joint having improved cold workability, rolling fatigue life, and torsional strength comprises rolling or forging an alloy as a starting material at temperature of Ac3 to 1000 deg C with a reduction area of not less than 30%, spheroidizing the rolled or forged alloy, and induction hardening steel product to obtain a constant velocity joint having a surface hardness of >= 60 HRC (sic). The rolled or forged alloy is spheroidized by slow cooling at 730-700 deg C and at >15 deg C/hr rate, after heating to 770 deg C thus producing a steel product. The steel product has 68-78 HRB (sic) after spheroidizing. The alloy comprise (wt.%) carbon (0.52-0.6), silicon (0.03-0.15), manganese (0.1-0.4), chromium (0.05-0.3), molybdenum (0.1-0.3), sulfur (0.003-0.02), boron (0.0005-0.005), titanium (0.02-0.05), nitrogen (>0.01), aluminum (0.005-0.05), and manganese+chromium+molybdenum (0.35-0.8) with balance of iron and unavoidable impurities. An Independent claim is also included for a constant velocity joint produced by the above method.

---

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**



⑯ BUNDESREPUBLIK

DEUTSCHLAND



DEUTSCHES

PATENT- UND  
MARKENAMT

⑯ ⑯ **Offenlegungsschrift**  
⑯ **DE 199 50 264 A 1**

⑯ Int. Cl. 7:

**C 22 C 38/22**

C 21 D 1/42

F 16 D 3/24

⑯ Aktenzeichen: 199 50 264.1  
⑯ Anmeldetag: 18. 10. 1999  
⑯ Offenlegungstag: 19. 4. 2001

DE 199 50 264 A 1

⑯ Anmelder:

Sanyo Special Steel Co., Ltd., Himeji, Hyogo, JP;  
Honda Motor Co., Ltd., Tokio/Tokyo, JP

⑯ Vertreter:

Luderschmidt, Schüler & Partner GbR, 65189  
Wiesbaden

⑯ Erfinder:

Iguchi, Makoto, Himeji, Hyogo, JP; Nishikawa,  
Motohiro, Himeji, Hyogo, JP; Saga, Masayoshi,  
Mohka, Tochigi, JP

**Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen**

⑯ Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelenks mit verbesserter Kaltverformbarkeit und Festigkeit

⑯ Das Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelenkes mit verbesserter Kaltverformbarkeit, Walzermüdungsdauerhaltbarkeit und Torsionsfestigkeit beinhaltet die Schritte: Walzen oder Schmieden einer Legierung bei einer Heiztemperatur von  $Ac_3$  bis  $1000^{\circ}C$  mit einer Flächenreduktion von nicht weniger als 30%, wobei die genannte Legierung an Gewicht enthält: Kohlenstoff: 0,52 bis 0,60%, Silizium: 0,03 bis 0,15%, Mangan: 0,10 bis 0,40%, Chrom: 0,05 bis 0,30%, Molybdän 0,10 bis 0,30%, Schwerel: 0,003 bis 0,020%, Bor: 0,0005 bis 0,005%, Titan: 0,05%, Stickstoff: nicht mehr als 0,01%, Aluminium: 0,005 bis 0,05% sowie Mangan + Chrom + Molybdän: 0,35 bis 0,80%, wobei der Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, Spheroidisieren der gewalzten oder geschmiedeten Legierung, derart, daß nach dem Erwärmen auf  $Ac_1$  bis  $770^{\circ}C$  ein langsames Abkühlen von  $730^{\circ}C$  bis  $700^{\circ}C$  mit einer Geschwindigkeit mit nicht mehr als  $15^{\circ}C$  pro Stunde ausgeführt wird, wobei ein Stahlprodukt erhalten wird, das eine Härte von 68 bis 78 HRB nach dem Spheroidisieren hat, sowie Induktionshärten des Stahlprodukts, um ein Doppelgelenk mit einer Oberflächenhärte von nicht weniger als 60 HRC zu erhalten.

DE 199 50 264 A 1

## Beschreibung

Die vorliegende Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelenks als borenhaltende Automobilkomponente mit verbesserter Kaltverformbarkeit, Induktionshärtbarkeit, Walzermüdungsdauerhaltbarkeit, und Torsionsfestigkeit.

5 Stähle, die S48C (JIS (Japanischer Industriestandard)) und S53C (JIS) entsprechen oder Stähle mit verbesselter Kalt-  
schmiedbarkeit, wie sie in der Japanischen Patentpublikation 38847/1989 beschrieben sind, wurden bisher induktionsge-  
härtet und dann für die äußere Kugelschale von Doppelgelenken in Automobilen benutzt. Es ist jedoch erforderlich, für  
10 die Reduktion der Herstellungskosten und die Verbesserung des Benzinverbrauchs das Gewicht der Komponenten zu re-  
duzieren. Demzufolge ist technisch die Entwicklung von Doppelgelenken mit verbesserten Walzermüdungsdauerhalt-  
barkeitseigenschaften und Torsionsfestigkeitseigenschaften erforderlich, ohne die Kaltverformbarkeit der obengenannten Stähle zu beeinträchtigen.

15 Daher ist es Aufgabe der vorliegenden Erfindung, ein Doppelgelenk für Automobile und ähnliches zur Verfügung zu  
stellen, das Stahl mit verbesserten Walzermüdungsdauerhaltbarkeitseigenschaften und Torsionsfestigkeitseigenschaften  
enthält, ohne die Kaltverformbarkeit, wie die Kaltschmiedbarkeit oder Bearbeitbarkeit von Stählen, die S48C (JIS) und  
S53C (JIS) entsprechen, oder von Stählen mit verbesserter Kaltschmiedbarkeit, wie sie in der Japanischen Patentpubli-  
kation 38847/1989 beschrieben sind, zu beeinträchtigen.

20 Die gegenwärtigen Erfinder haben herausgefunden, daß die Zugabe von Molybdän in Kombination mit einer Erhö-  
hung des Kohlenstoffgehaltes bei der Verbesserung der Walzermüdungsdauerhaltbarkeit und den Torsionsfestigkeitsei-  
genschaften wirksam ist. Sie haben weiterhin geeignete Bereiche für die Mengenzugabe dieser Elemente unter Berück-  
sichtigung der Kaltverformbarkeit gefunden. Außerdem wurden, um die Kaltverformbarkeit weiter zu verbessern, die  
Walzbedingungen und die Spheroidisierungsbedingungen optimiert. Damit wurde die Aufgabe der vorliegenden Erfin-  
dung erfüllt.

25 Insbesondere wird gemäß einem Aspekt der vorliegenden Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelen-  
kes mit verbesserter Kaltverformbarkeit, Walzermüdungsdauerhaltbarkeitseigenschaften und Torsionsfestigkeitseigen-  
schaften zur Verfügung gestellt, bestehend aus den Schritten:

30 Walzen oder Schmieden einer Legierung bei einer Heiztemperatur von  $Ac_3$  bis 1000°C mit einer Flächenreduktion von  
nicht weniger als 30%, wobei die genannte Legierung an Gewicht enthält: Kohlenstoff 0,52 bis 0,60%, Silizium: 0,03 bis  
0,15%, Mangan: 0,10 bis 0,40%, Chrom: 0,05 bis 0,30%, Molybdän: 0,10 bis 0,30%, Schwefel: 0,003 bis 0,020%, Bor:  
0,0005 bis 0,005%, Titan: 0,02 bis 0,05%; Stickstoff: nicht mehr als 0,01%, Aluminium: 0,005 bis 0,05%, sowie Mangan  
+ Chrom + Molybdän: 0,35 bis 0,80%, wobei der Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,  
Spheroidisieren der gewalzten oder geschmiedeten Legierung derart, daß nach dem Erwärmen auf  $Ac_1$  bis 770°C ein  
langsames Abkühlen von 730°C auf 700°C mit einer Geschwindigkeit von nicht mehr als 15°C pro Stunde durchgeführt  
wird, wobei man ein Stahlprodukt erhält, das eine Härte von 68 bis 78 HRB nach dem Spheroidisieren hat, sowie  
35 Induktionshärtens des Stahlprodukts, um ein Doppelgelenk zu erhalten, das eine Oberflächenhärte von nicht weniger als  
60 HRC besitzt.

40 Somit haben die Optimierung der Mengen an Kohlenstoff und Molybdän, die zugegeben werden und die Optimierung  
des Herstellungsprozesses die Bedingungen für ein Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelenks mit verbesserter  
Kaltverformbarkeit, Walzermüdungsdauerhaltbarkeitseigenschaften und Torsionsfestigkeitseigenschaften geschaffen.

45 Die Fig. 1A und 1B zeigen teilweise Schnitte und teilweise weggelassene Ansichten der Form eines Doppelgelenkes,  
das in einem Walzermüdungsdauerhaltbarkeitstest und einem Torsionsfestigkeitstest verwendet wurde. Dabei zeigt Fig.  
1A die Aufsicht und Fig. 1B die Frontansicht.

50 Fig. 2 zeigt eine Ansicht einer Doppelgelenkzusammensetzung aus innerer und äußerer Kugelschale sowie Kugeln,  
die in einem Walzermüdungsdauerhaltbarkeitstest verwendet wurden.

55 Im folgenden werden die Gründe für die Beschränkung der Zugabe von Elementen zu den erfindungsgemäßen Stahl-  
produkten beschrieben.

Kohlenstoff: Kohlenstoff ist ein Element, das zur Sicherstellung der Festigkeit nach dem Abschrecken und Tempern, bei  
Komponenten zur Verwendung bei der Konstruktion von Maschinen notwendig ist, sowie zusätzlich zur Verbesserung  
der Walzermüdungsdauerhaltbarkeitseigenschaften und der Torsionsfestigkeitseigenschaften. Wenn der Gehalt an Koh-  
lenstoff geringer als 0,52% ist, so kann das Oberflächenhärtefordernis bei der Induktionshärtung, nämlich eine Ober-  
flächenhärte von nicht weniger als 60 HRC, nicht befriedigt werden. Dies führt zu unbefriedigender Festigkeit. Wenn auf  
der anderen Seite der Kohlenstoffgehalt 0,60% übersteigt, so wird dadurch die Kaltverformbarkeit verringert und zusätz-  
lich ein Zerbrechen bei der Induktionshärtung bewirkt. Aus diesem Grund ist der Kohlenstoffgehalt auf 0,52 auf 0,60%  
beschränkt.

55 Silizium: Silizium ist ein Element, das zur Deoxidation notwendig ist. Wenn der Gehalt an Silizium geringer als 0,03%  
ist, so ist der beabsichtigte Effekt unbefriedigend, wohingegen bei einem Siliziumgehalt von mehr 0,15% die Verform-  
barkeit verringert ist. Daher ist der Siliziumgehalt auf 0,03 bis 0,15% beschränkt.

60 Mangan: Mangan ist ein Element, das zur Sicherstellung der Härtbarkeit notwendig ist. Wenn der Gehalt an Mangan  
geringer als 0,10% ist, dann ist der beabsichtigte Effekt unbefriedigend, während bei einem Mangangehalt von mehr als  
0,40% die Bearbeitbarkeit verringert ist. Daher ist der Mangangehalt auf 0,10 bis 0,40% beschränkt.

65 Chrom: Chrom ist ein Element, das zur Härtung beiträgt. Wenn der Gehalt an Chrom geringer als 0,05% ist, so kann  
der beabsichtigte Effekt nicht erreicht werden. Wenn auf der anderen Seite der Chromgehalt 0,30% überschreitet, so rei-  
chert sich Chrom während des Spheroidisierens in Carbiden an. In diesem Fall bleiben die Carbide bei der Induktions-  
härtung zurück. Das macht es unmöglich, Härte nach der Induktionshärtung zu erhalten. Aus diesem Grund ist der  
Chromgehalt auf 0,05 bis 0,30% beschränkt.

Molybdän: Molybdän ist ein Element, das zur Verbesserung der Härtbarkeit beiträgt und gleichzeitig die Walzermü-  
dungsdauerhaltbarkeit und die Torsionsfestigkeit verbessert. Wenn der Gehalt an Molybdän geringer als 0,10% ist, so ist  
der beabsichtigte Effekt unbefriedigend. Wenn auf der anderen Seite der Molybdängehalt 0,30% übersteigt, so steigt die

# DE 199 50 264 A 1

Härte nach dem Spheroidisieren und beeinträchtigt signifikant die Verformbarkeit. Aus diesem Grund ist der Molybdängehalt auf 0,10 bis 0,30% beschränkt.

Schwefel: Schwefel ist ein Element, das zu MnS und TiS umgesetzt wird und zur Verbesserung der Bearbeitbarkeit beiträgt. Wenn der Gehalt an Schwefel geringer als 0,003% ist, so ist der gewünschte Effekt unbefriedigend. Wenn auf der anderen Seite der Schwefelgehalt 0,020% übersteigt, dann wird die Kaltverformbarkeit beeinträchtigt. Daher ist der Schwefelgehalt auf 0,003 bis 0,020% beschränkt.

Bor: Bor ist ein Element, das zur Verbesserung der intergranularen Festigkeit beiträgt und gleichzeitig die Härtbarkeit verbessert. Wenn der Gehalt an Bor geringer als 0,0005% ist, so ist der beabsichtigte Effekt unbefriedigend, während ein Borgehalt, der 0,005% übersteigt, die Härtbarkeit beeinträchtigt. Aus diesem Grund ist der Borgehalt auf 0,0005 bis 0,005% beschränkt.

Titan: Titan ist ein Element, das freien Stickstoff, der im Stahl enthalten ist bindet, um den härtungsverbessernden Effekt von Bor zu verbessern. Wenn der Gehalt an Titan geringer als 0,02% ist, ist der beabsichtigte Effekt unbefriedigend. Wenn auf der anderen Seite der Titangehalt 0,05% übersteigt, dann ist der Effekt gesättigt, da der Stickstoffgehalt im Stahl auf nicht mehr als 0,01% beschränkt ist. Daher ist der Titangehalt auf 0,02 bis 0,05% beschränkt.

Stickstoff: Stickstoff führt, wenn er in einer Menge vorhanden ist, die 0,01% übersteigt, zu einer erhöhten Menge an TiN, was die Ermüdungseigenschaften negativ beeinträchtigt. Daher ist der Stickstoffgehalt auf nicht mehr als 0,01% beschränkt.

Aluminium: Aluminium ist ein Element, das als Deoxidationsmittel notwendig ist. Wenn der Gehalt an Aluminium geringer als 0,005% ist, so ist beabsichtigte Effekt unbefriedigend. Wenn auf der anderen Seite der Aluminiumgehalt 0,05% übersteigt, so resultiert daraus eine erhöhte Menge an Aluminiumoxid, was die Ermüdungseigenschaften und die Verformbarkeit beeinträchtigt. Aus diesem Grund ist der Aluminiumgehalt auf 0,005 bis 0,05% beschränkt.

Mangan + Chrom + Molybdän: All diese Elemente, Mangan, Chrom und Molybdän, tragen zur Induktionshärbarkeit bei und bewirken gleichzeitig die Erhöhung der Härte des Stahlprodukts. Wenn der Gesamtgehalt an Mangan, Chrom und Molybdän nicht mehr als 0,35% beträgt, kann keine gleichmäßige gehärtete Mikrostruktur erhalten werden, was zu einer signifikant verkürzten Walzermüdungsdauerhaltbarkeit führt. Wenn auf der anderen Seite dieser Gesamtgehalt nicht weniger als 0,80% beträgt, dann kann das Erfordernis der Härte nach dem Spheroidisieren, nämlich eine Härte von nicht mehr als 78 HRB, nicht erfüllt werden. Aus diesem Grund ist der Gesamtgehalt an Mangan, Chrom und Molybdän auf 0,35 bis 0,80% beschränkt.

Walz-/Schmiedebedingungen: Beim Walzen oder Schmieden wird die Legierung als Ausgangsmaterial auf  $Ac_3$  oder darüber erwärmt, um eine homogene Austenitisierung ohne ein Zurücklassen von Carbiden und Ferriten zu bewirken. Wenn Ferrite nach der Austenitisierung zurückbleiben, kann in der Mikrostruktur nach dem Walzen oder Schmieden keine gleichmäßige Mikrostruktur der Ferritkorngröße erhalten werden. In diesem Fall ist die wärmebehandlungsinduzierte Verformung nach dem Abschrecken und Tempern groß. Wenn auf der anderen Seite die Erwärmungstemperatur oberhalb von 1000°C liegt, dann wachsen feine Niederschläge zu relativ großer Größe heran. Dies führt zu einer vergrößerten Größe von austenitischen Körnern beim Walzen oder Schmieden, reduziert den Ferritgehalt nach dem Walzen oder Schmieden und beeinträchtigt die Verformbarkeit. Zusätzlich wird die Korngröße nach dem Abschrecken und Tempern vergrößert, was zu einer verringerten intergranularen Festigkeit führt. Daher ist die Erwärmungstemperatur während des Walzens oder Schmiedens auf  $Ac_3$  bis 1000°C beschränkt. Bezuglich der Flächenreduktion reduziert eine Verringerung der Fläche von weniger als 30% die Menge an erzeugten Ferriten und beeinträchtigt die Bearbeitbarkeit.

## Spheroidisierungsbedingungen

### (Heiztemperatur)

Um eine gut spheroidisierte Mikrostruktur zu erhalten, ist das Erwärmen auf eine Zwei-Phasen-Region von austenitischen und spheroidisierten Carbide resten notwendig. Wenn die Heiztemperatur unterhalb von  $Ac_1$  liegt, dann werden die Carbide nicht in Stücke zerteilt. In diesem Fall bleibt nach dem Spheroidisieren lamellarer Perlit zurück, was es unmöglich macht, eine gut spheroidisierte Mikrostruktur zu erhalten. Auf der anderen Seite bewirkt ein Erwärmen auf eine Temperatur oberhalb von 770°C keine Carbide resten mehr und dann schlägt sich lamellarer Perlit während des Kühlens nieder. Aus diesem Grund ist die Erwärmungstemperatur auf  $Ac_1$  bis 770°C beschränkt.

### (Temperaturbereich für langsames Abkühlen)

Um eine gut spheroidisierte Mikrostruktur zu erhalten, muß das langsame Abkühlen in einem Temperaturbereich ausgeführt werden, in dem sich Carbide niederschlagen, um das Niederschlagen von lamellarem Perlit zu verhindern und die Carbide resten zu lassen. Bei einer Temperatur von oberhalb 730°C schlagen im wesentlichen keine Carbide nieder. Der Niederschlag ist bei 700°C vollständig. Daher ist der Temperaturbereich für das langsame Abkühlen auf 730 bis 700°C beschränkt. Die Abkühlrate jedes anderen Bereiches außerhalb des Bereiches für die langsame Abkühlung, d. h. außerhalb des Temperaturbereichs zwischen der oberen Erwärmungstemperatur bis 730°C und des Temperaturbereichs von 700°C bis Raumtemperatur ist nicht beschränkt und kann mit jeder Geschwindigkeit erfolgen. In diesen Bereichen ist jedoch vom Standpunkt der industriellen Produktivität her die höchstmögliche Abkühlgeschwindigkeit bevorzugt.

### (Langsame Abkühlgeschwindigkeit)

Ein Abkühlen im Temperaturbereich von 730 bis 700°C mit einer Geschwindigkeit von mehr als 15°C pro Stunde bewirkt einen Niederschlag von lamellarem Perlit während des Kühlens. Das macht es unmöglich, eine gut spheroidisierte Mikrostruktur zu erhalten. Aus diesem Grund ist die langsame Abkühlgeschwindigkeit auf nicht mehr als 15°C pro Stunde beschränkt.

# DE 199 50 264 A 1

Härte: Wenn die Härte nach dem Spheroidisieren 78 HRB übersteigt, so tritt ein Zerbrechen während des Kaltschmiedens auf. Weiterhin ist in diesem Fall die Nutzungsdauer der Werkzeuge signifikant verkürzt, was zu einem nachteiligen Einfluß auf die Produktivität führt. Wenn auf der anderen Seite die Härte nach dem Spheroidisieren geringer als 68 HRB ist; so wird die Verformbarkeit beeinträchtigt. Aus diesem Grund ist die Härte nach dem Spheroidisieren auf 68 bis 78 HRB beschränkt.

Härte nach dem Induktionshärten: Wenn die Härte nach dem Induktionshärten geringer als 60 HRC ist, dann ist die Walzermüdungsdauerhaltbarkeit verringert. Außerdem wird in diesem Fall, wenn ein Gleiten auf den rollenden Teil bewirkt wird, der Abriebsverlust der Komponenten vergrößert. Aus diesem Grund ist die Härte nach dem Induktionshärten auf nicht weniger 60 HRC beschränkt.

10

## Beispiele

Bezugnehmend auf die folgenden Beispiele und Vergleichsbeispiele werden erfundungsgemäß bevorzugte Ausführungsformen beschrieben. Die chemischen Zusammensetzungen der Stähle in den Beispielen und Vergleichsbeispielen sind in den Nummern 1 bis 9 der Tabelle 1 gezeigt. Die erfundungsgemäßen Stähle Nr. 1 bis 3 haben jeweils die gleiche chemische Zusammensetzung wie die Stähle gemäß S53C, S55C und S58C, die in JIS spezifiziert sind, mit der Ausnahme, daß der Gehalt an Silizium und der Gehalt an Mangan verringert wurden, und daß Molybdän und Bor zugegeben wurden. Auf der anderen Seite sind die Vergleichsstähle Nr. 4, 5 und 6 jeweils Stähle gemäß S48C, S53C und S58C. Die Vergleichsstähle Nr. 7 und 8 haben jeweils die gleiche chemische Zusammensetzung wie die Stähle gemäß S48C und S53C, mit der Ausnahme, daß der Gehalt an Silizium und der Gehalt an Mangan verringert wurden, und daß Bor zugegeben wurde. Vergleichsstahl Nr. 9 hat die gleiche chemische Zusammensetzung wie ein Stahl gemäß S58C, mit der Ausnahme, daß der Gehalt an Silizium und der Gehalt an Mangan verringert wurden, und daß Molybdän und Bor zusammen mit Mangan + Chrom + Molybdän zugegeben wurden, so daß dies 0,85% beträgt. D. h., Vergleichsstahl Nr. 9 erfüllt nicht das Erfordernis von  $0,35 \leq \text{Mangan} + \text{Chrom} + \text{Molybdän} \leq 0,80\%$ .

100 kg von jedem der Teststähle (erfindungsgemäße Stähle Nr. 1 bis 3 und Vergleichsstähle Nr. 4 bis 9) mit den chemischen Zusammensetzungen wie in Tabelle 1 gezeigt wurden durch einen Schmelzprozeß in einem Vakuumschmelzofen hergestellt. Diese Stähle wurden auf 950°C erwärmt und Ø55 heißgeschmiedet, dann derart spheroidisiert, daß nach dem Erwärmen auf 750°C ein langsames Abkühlen von 730°C auf 700°C bei einer Abkühlrate von 10°C pro Stunde durchgeführt wurde. Somit wurden Stahlprodukte erhalten. Sie wurden dann zu einer Größe von Ø52 mm × 111 mm Länge verarbeitet. Danach wurde eine Materialteilbearbeitung durch Kaltschmieden ausgeführt, gefolgt durch Drehen und Formwalzen, um äußere Kugelschalen für Doppelgelenke zu erhalten, die eine Form wie in Fig. 1 gezeigt haben. In der Zeichnung hat das Doppelgelenk eine Öffnung 1 und eine Welle 2. Die Welle 2 weist eine Verzahnung 4 und ein Gewinde 5 auf. Sechs Kugellaufrollen 3 sind im Inneren der Öffnung 1 der äußeren Kugelschale des Doppelgelenks vorhanden. Ein Halter 8 zum Festhalten der Kugeln 7 ist oberhalb und unterhalb der Kugellaufrolle 3 angebracht. Weiterhin ist eine innere Kugelschale 6 für das Doppelgelenk innerhalb der äußeren Kugelschale des Doppelgelenks angebracht. Induktionsabschrecken und Temperiern (Temperungsbedingungen: bei 180°C für eine Stunde) wurden durchgeführt, um eine effektive Härtungstiefe (die Entfernung von der Oberfläche bis zu einem Punkt von 500 HV) von etwa 3,0 mm auf der Laufoberfläche der Öffnung in der äußeren Kugelschale des Doppelgelenks und eine effektive Härtungstiefe von etwa 5 mm auf der Welle 2 zu erreichen.

40

45

50

55

60

65

Tabelle 1

	Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B	Ti	Al	N	O	(Gew.-%)
erfindungsgemäßer	1	0,53	0,11	0,28	0,011	0,010	0,13	0,25	0,0014	0,038	0,027	0,0068	0,0006	5
Stahl	2	0,56	0,06	0,25	0,013	0,008	0,16	0,20	0,0017	0,035	0,026	0,0042	0,0007	10
	3	0,59	0,09	0,34	0,009	0,012	0,14	0,15	0,0016	0,039	0,023	0,0052	0,0005	15
Vergleichsstahl	4	0,48	0,27	0,84	0,011	0,011	0,015	0,01	-	-	0,026	0,0134	0,0007	20
	5	0,53	0,29	0,86	0,013	0,009	0,017	0,01	-	-	0,022	0,0117	0,0008	25
	6	0,57	0,24	0,83	0,014	0,010	0,015	0,01	-	-	0,024	0,0122	0,0007	30
	7	0,49	0,09	0,27	0,009	0,008	0,014	0,01	0,0015	0,034	0,025	0,0057	0,0008	35
	8	0,53	0,08	0,31	0,012	0,013	0,016	0,01	0,0013	0,037	0,023	0,0058	0,0009	40
	9	0,58	0,08	0,40	0,015	0,010	0,20	0,25	0,0016	0,041	0,024	0,0064	0,0009	45
														50
														55
														60
														65

Mit den so erhaltenen Produkten wurden die folgenden Tests durchgeführt. Die Testverfahren und Ergebnisse werden beschrieben. Für die Öffnungslaufläche wurde ein Walzermüdungsdauerhaltbarkeitstest durchgeführt und für die Welle 2 wurde ein Torsionsfestigkeitstest durchgeführt. Bei dem Walzermüdungsdauerhaltbarkeitstest wurde die Bewertung wie in Fig. 2 durchgeführt, indem der Test unter Verwendung einer Kombination der äußeren Kugelschale mit der inne-

# DE 199 50 264 A 1

5 ren Kugelschale **6** und Kugeln **7** im Doppelgelenk durchgeführt wurde. Andererseits wurde bei dem Torsionsfestigkeits-  
test die Bewertung durch Torsion derart durchgeführt, daß die Öffnung **1** und die Verzahnung **4** sicher festgehalten wurden. Für die Härtungstiefe wurde die Härte mit einem Vickers Härtemeter gemessen, um die Position von 500 HV zu bestimmen. Die Härte des Materials nach dem Spheroidisieren wurde mit einem Rockwell Härtemeter gemessen.

10 (Härte des Materials und Ergebnisse des Walzermüdungsdauerhaltbarkeitstests)

15 Testteile mit einer effektiven Härtungstiefe nach dem Induktionsabschrecken und Tempern von etwa 3,0 mm wurden auf ihre Walzermüdungsdauerhaltbarkeit hin getestet. Dieser Test wurde mit einem vorgegebenen Druck durchgeführt, der 100 Stunden angewendet wurde, um den Druck zu ermitteln, der zum erzeugen von Lochfraß in gerade einer der sechs Kugellaufrollen **3** führt. Je höher der Druck ist, der zur Erzeugung von Lochfraß notwendig ist, um so besser ist die Walzermüdungsdauerhaltbarkeit. Die erfindungsgemäßen Stähle Nr. 1 bis 3 haben, wenn man sie mit den Vergleichsstählen 4 bis 8 vergleicht, die einen Kohlenstoffgehalt auf dem gleichen Level wie die Stähle Nr. 1 bis 3 haben, einen höheren notwendigen Druck, um Lochfraß zu erzeugen, was zeigt, daß die Stähle Nr. 1 bis 3 überragende Walzermüdungsdauerhaltbarkeitseigenschaften besitzen. Außerdem haben im Gegensatz zu den Vergleichsstählen Nr. 4, 5, 6 und 9, die erfindungsgemäßen Stähle Nr. 1 bis 3 wegen der Bedingungen  $0,35 \leq \text{Mangan} + \text{Chrom} + \text{Molybdän} \leq 0,80\%$  und der Optimierung der Spheroidisierungsbedingungen, eine Härte nach dem Spheroidisieren von 68 bis 78 HRB, können ein Zerbrechen während des Kaltschmiedens verhindern und die Nutzungsdauer der Werkzeuge verbessern.

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 2

	Nr.	Härte nach dem Spheroidisieren, HRB	Oberflächenhärte, HRC	Effektive Härtungstiefe, mm	notwendiger Druck, um Lochfraß zu bewirken kgf/mm <sup>2</sup>
erfindungsgemäßer Stahl	1	72	61	3,2	235
	2	73	62	3,1	239
	3	76	64	3,0	245
Vergleichsstahl	4	82	57	2,8	177
	5	85	60	2,9	209
	6	89	62	3,0	218
	7	68	57	3,1	174
	8	71	59	3,0	207
	9	81	64	3,3	254

(Ergebnisse des Torsionsfestigkeitstest)

Testteile mit einer Härtungstiefe nach dem Induktionsabschrecken und dem Temperiern von etwa 5,0 mm wurden auf die Torsionsfestigkeit der Welle 2 untersucht. Die erfindungsgemäßen Stähle Nr. 1 bis 3 hatten wegen der kombinierten Zugabe von Bor und Molybdän zur Erhöhung der intergranularen Festigkeit eine Torsionsfestigkeit, die den Vergleichsstählen Nr. 4 bis 8 überlegen war. Verglichen mit den erfindungsgemäßen Stählen zeigte der Vergleichsstahl Nr. 9 die gleiche Festigkeit, war aber bei der Kaltverformbarkeit nachteilig.

5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55

60

65

Tabelle 3

	Nr.	Effektive Härtungstiefe, mm	Bruchfestigkeit, kgf/mm <sup>2</sup>
erfindungsgemäßer Stahl	1	5,2	185
	2	5,1	190
	3	5,0	192
Vergleichsstahl	4	4,9	143
	5	5,3	155
	6	5,1	161
	7	5,0	168
	8	5,2	172
	9	5,3	199

Aus der vorhergehenden Beschreibung wird deutlich, daß das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelenkes die folgenden Effekte hat.

1. Einstellen des Kohlenstoffgehalts von 0,52 bis 0,60% und Zugabe von 0,10 bis 0,30% Molybdän zu der chemischen Zusammensetzung des Stahls und Einstellen der Härte nach dem Induktionsabschrecken und Tempern auf nicht weniger als 60 HRC kann zur Herstellung eines Doppelgelenks mit verbesserter Walzermüdungsdauerhaltbarkeit und Torsionsfestigkeit führen.

2. Weiterhin kann das Einstellen des Gesamtgehalts von Mangan + Chrom + Molybdän auf 0,35 bis 0,80% in der chemischen Zusammensetzung des Stahl und die Optimierung der Wälz- oder Schmiedebedingungen und der Spheroisierungsbedingungen die Herstellung von Doppelgelenken mit verbesserter Kaltverformbarkeit bewirken. Daher können nach dem erfindungsgemäßen Verfahren Doppelgelenke mit verbesserten Walzermüdungsdauerhaltbarkeitseigenschaften und Festigkeitseigenschaften hergestellt werden, ohne daß die Kaltverformbarkeit wie z. B. die Kaltschmiedbarkeit und die Bearbeitbarkeit darunter leiden. Dies führt zu einer Reduktion von Gewicht von Automobilkomponenten und ähnlichem.

#### Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Doppelgelenkes mit verbesserter Kaltverformbarkeit, Walzermüdungsdauerhaltbarkeit und Torsionsfestigkeit, bestehend aus den Schritten: Walzen oder Schmieden einer Legierung als Ausgangsmaterial bei einer Heiztemperatur von  $Ac_3$  bis 1000°C mit einer Flächenreduzierung von nicht weniger als 30%, wobei die genannte Legierung an Gewicht enthält: Kohlenstoff: 0,52 bis 0,60%, Silizium: 0,03 bis 0,15%, Mangan: 0,10 bis 0,40%, Chrom: 0,05 bis 0,30%, Molybdän: 0,10 bis 0,30%. Schwefel: 0,003 bis 0,020%, Bor: 0,0005 bis 0,005%, Titan: 0,02 bis 0,05%, Stickstoff nicht mehr als 0,01%, Aluminium: 0,005 bis 0,05%, sowie Mangan + Chrom + Molybdän: 0,35 bis 0,80%, wobei der Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, Spheroisieren der gewalzten oder geschmiedeten Legierung derart, daß nach dem erwärmen auf  $Ac_1$  bis 770°C, ein langsames Abkühlen von 730°C auf 700°C mit einer Geschwindigkeit von nicht mehr als 15°C pro Stunde durchgeführt wird, wobei ein Stahlprodukt erhalten wird, das eine Härte von 68 bis 78 HRB nach dem Spheroisieren hat, und Induktionshärtung des Stahlprodukts, um ein Doppelgelenk mit einer Oberflächenhärte von nicht weniger als 60 HRC zu erhalten.

2. Doppelgelenk, hergestellt nach dem Verfahren gemäß Anspruch 1.

Hierzu 2 Seite(n) Zeichnungen

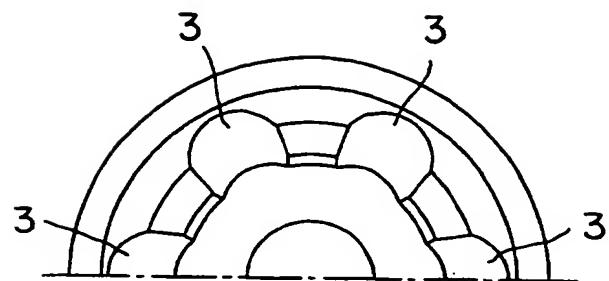


FIG. 1A

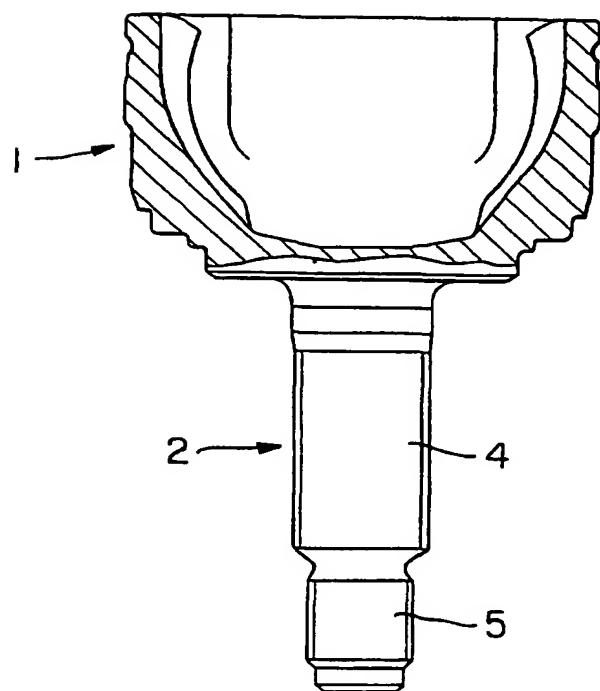


FIG. 1B

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

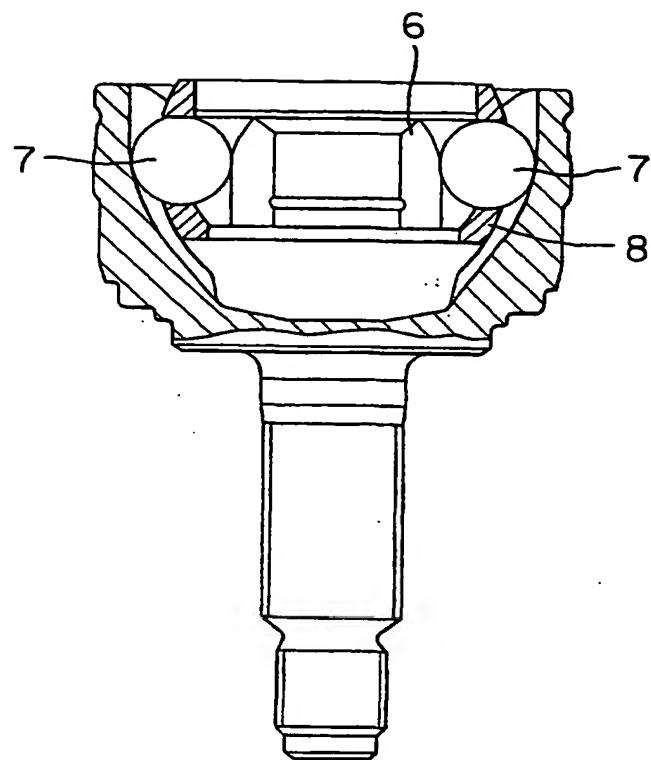


FIG. 2

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**